

12 **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

21 Anmeldenummer: 82200780.3

51 Int. Cl.<sup>3</sup>: **C 22 F 1/00**  
**C 22 F 1/10, C 21 D 7/13**

22 Anmeldetag: 23.06.82

30 Priorität: 26.06.81 CH 4224/81

43 Veröffentlichungstag der Anmeldung:  
 12.01.83 Patentblatt 83/2

84 Benannte Vertragsstaaten:  
 AT BE CH DE FR GB IT LI SE

71 Anmelder: BBC Aktiengesellschaft Brown, Boveri & Cie.  
 Haselstrasse  
 CH-5401 Baden(CH)

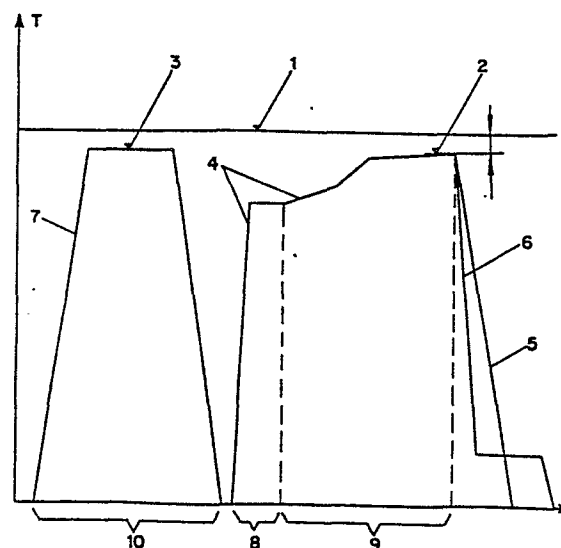
72 Erfinder: Gessinger, Gernot, Dr.  
 Oberzelgli 523  
 CH-5413 Birmenstorf(CH)

72 Erfinder: Schroeder, Günther, Dr.  
 Dolderweg 597  
 CH-5413 Birmenstorf(CH)

54 Verfahren zur Herstellung eines Halbzeugs oder eines Fertigteils aus einem metallischen Werkstoff durch Warm-Formgebung.

57 Halbzeug und Fertigteile aus Aluminium-, Kupfer-, Nickel- und Eisenlegierungen mit und ohne oxydischen Dispersoiden werden durch Warmumformung hergestellt, indem der Verformungsvorgang isotherm oder quasiisotherm in einem einzigen Arbeitsgang dicht unterhalb der Solidustemperatur der Legierung des Werkstücks bei verhältnismässig tiefer Verformungsgeschwindigkeit und niedrigen spezifischen Formänderungskräften durchgeführt wird, wobei Werkstück und Werkzeug zumindest während der letzten, länger dauernden Phase der Formgebung auf möglichst genau der gleichen, höchstzulässigen Temperatur nahe der Soliduslinie gehalten werden. Vorteilhafterweise vorgängige Homogenisierungsglühung des Werkstoffes bei dieser höchstzulässigen Temperatur und Abkühlung auf Raumtemperatur vor dem Umformprozess. Sehr gutes Formfüllungsvermögen.

Fig. 1.



- 1 -

Verfahren zur Herstellung eines Halbzeugs oder eines  
Fertigteils aus einem metallischen Werkstoff durch Warm-  
Formgebung

---

Die Erfindung geht aus von einem Verfahren zur Herstellung  
eines Halbzeugs oder eines Fertigteils nach der Gattung  
des Anspruchs 1.

Bei der Warm-Formgebung metallischer Werkstoffe trachtet  
5 man aus wirtschaftlichen Gründen danach, einerseits die  
Anzahl der Verfahrensschritte möglichst niedrig zu halten,  
andererseits möglichst nahe an die endgültige Form heran-  
zukommen, um das Ausmass eventuell erforderlicher kost-  
spieliger spanabhebender Bearbeitung zu beschränken. Be-  
10 kannte Verfahren dieser Art sind z.B. das isotherme oder  
quasi-isotherme Umformen (Umformen mit beheizten Werk-  
zeugen), wie es sich vor allem beim Schmieden (Gesenk-  
schmieden) durchgesetzt hat. Man versucht ferner, durch  
Formgebung im sog. superplastischen Zustand des Werkstoffes  
15 - sofern sich ein solcher Zustand überhaupt einstellen  
lässt - gleichzeitig den Formänderungswiderstand herabzu-  
setzen und das Formfüllungsvermögen zu verbessern (siehe:  
G.Schröder, Isothermes und superplastisches Umformen beim  
Gesekschmieden, Werkstatt und Betrieb 113/1980/11,

S. 765 - 770; G.H.Gessinger, Isothermes Umformen - Ein kostengünstiges Präzisionsschmiedeverfahren, Fachberichte Hüttenpraxis Metallweiterverarbeitung 11/78, S. 954-957).

Bei den beschriebenen Umformverfahren werden die Möglich-  
5 keiten kostengünstiger Fertigung nur in unvollkommener  
Weise genutzt. Die konventionelle isotherme Verformung  
wird in der Regel bei Temperaturen durchgeführt, die  
vergleichsweise tief liegen, d.h. aus Sicherheitsgründen  
einen beträchtlichen Abstand von der Solidustemperatur  
10 aufweisen. Bei diesen Temperaturen lässt jedoch die  
Duktilität des zu verformenden Werkstücks zu wünschen  
übrig und die notwendigen Formänderungskräfte sowie die  
Formänderungsenergie ist verhältnismässig hoch. Beim  
superplastischen Umformen andererseits ist man auf ein  
15 ultrafeines Korn des Rohlings angewiesen, das sich nur  
durch gewisse Legierungszusätze und aufwendige thermo-  
mechanische Verfahren erreichen lässt. Gewisse Werk-  
stoffe zeigen überhaupt keine Superplastizität, so dass  
man wegen dieser Forderungen bezüglich Gefügebau  
20 wieder an entsprechende Werkstoffgrenzen anstösst. Es  
besteht daher ein grosses Bedürfnis, ganz allgemein die  
Möglichkeiten der Warm-Formgebung metallischer Werkstoffe  
durch Verfeinerung und Verbreiterung der Verfahren zu  
erweitern und auf möglichst viele Werkstoffe zu er-  
25 strecken.

Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, ein Warm-Form-  
gebungsverfahren für metallische Werkstoffe anzugeben,  
welches bei grosser Einfachheit die Herstellung von  
Halbzeug oder Fertigteilen in möglichst wenig Arbeits-  
30 schritten erlaubt und dank gutem Formfüllungsvermögen  
die konstruktiven Grenzen zu erweitern gestattet. Das  
Verfahren soll womöglich auf eine Vielzahl von Werk-

stoffen anwendbar sein.

Diese Aufgabe wird erfindungsgemäss durch die Merkmale des Anspruchs 1 gelöst.

5 Der Leitgedanke der Erfindung besteht darin, den Werkstoff  
möglichst dicht unterhalb der Solidustemperatur zu ver-  
formen, lokale Verflüssigung jedoch peinlichst zu ver-  
meiden. Durch diese Massnahme wird die Fliess-Spannung  
(Verformungswiderstand) des Werkstoffs ganz beträchtlich  
herabgesetzt, so dass optimales Formfüllungsvermögen er-  
10 reicht wird.

Die Erfindung wird anhand der nachfolgenden Ausführungs-  
beispiele und einer erläuternden Figur beschrieben.

Dabei zeigt:

15 die Figur das Arbeitsdiagramm des Verfahrens in Form  
einer Zeit/Temperatur-Funktion.

In der Figur stellt die Abszisse die Zeit-, die Ordinate  
die Temperaturachse dar. Mit der Horizontalen auf dem  
Niveau 1 ist die Solidustemperatur  $T_{sol}$  des zu ver-  
formenden Werkstoffs (Legierung) gekennzeichnet, welche  
20 unter allen Umständen während des ganzen Arbeitsprozesses  
nicht erreicht werden darf. Andernfalls würden sich ört-  
liche Anschmelzungen ergeben und der Zusammenhang und  
kontrollierte Gefügebau des Werkstücks ginge verloren.  
2 ist die maximale Temperatur, welche - meist am Ende der  
25 Formgebung - gleichzeitig vom Werkstück und Werkzeug er-  
reicht werden darf. Je nach Legierung und Art des Werk-  
stücks muss sie stets um einen gewissen Betrag unter-  
halb 1 ( $T_{sol}$ ) bleiben. 3 stellt die Homogenisierungstem-

peratur des Werkstücks dar, für welche dasselbe wie für  
 Temperatur 2 gilt, damit mit Sicherheit  
 spätere Anschmelzungen während des Umformens vermieden  
 werden. 4 ist der Verlauf der Werkstücktemperatur über  
 5 der Zeit bis zum Ende der Formgebung. Diese Operation  
 zerfällt in die Vorwärmphase 8 und die Umformphase 9..  
 5 stellt den Verlauf der Werkstücktemperatur bei normaler  
 Abkühlung auf Raumtemperatur dar. 6 ist der analoge Ver-  
 lauf nach der Formgebung für den Fall, dass an letztere  
 10 direkt eine weitere zusätzliche Wärmebehandlung (z.B.  
 Warmauslagern, Thermalhärten etc.) angeschlossen wird. In  
 den meisten Fällen wird man um eine vorgängige Homogeni-  
 sierung des Werkstoffs nicht herumkommen. Diese stellt je-  
 doch keine unbedingt notwendige Voraussetzung für das  
 15 erfindungsgemäße Verfahren dar, bedeutet jedoch eine  
 bevorzugte Sicherheitsmassnahme. Der Verlauf der Tempe-  
 ratur während der Homogenisierungsphase 10 ist durch den  
 Linienzug 7 dargestellt.

#### Ausführungsbeispiel I:

20 Gesenkpressen eines Radialverdichterrades aus einer Al-Cu-  
 Mg-Ni-Legierung.

Ein Radialverdichterrad von 180 mm Durchmesser wurde in  
 einem Arbeitsgang durch isothermes Hochtemperaturpressen  
 aus einem scheibenförmigen zylindrischen Rohling herge-  
 25 stellt. Die verwendete Aluminiumlegierung entsprach der  
 US-AA-Norm 2618 und hatte folgende Zusammensetzung:

Si	=	0,10 - 0,25	Gew.-%
Fe	=	0,9 - 1,3	Gew.-%
Cu	=	1,9 - 2,7	Gew.-%
30 Mg	=	1,3 - 1,8	Gew.-%
Ni	=	0,9 - 1,2	Gew.-%

Zn = 0,10 Gew.-%  
Ti = 0,04 - 1,10 Gew.-%  
Al = Rest

Als Ausgangsmaterial wurde eine Scheibe in Form eines  
5 Stangenabschnittes benutzt. Die Stange war ihrerseits aus  
einem Abschnitt eines durch Strangguss hergestellten  
Pressbolzens grösseren Durchmessers durch Strangpressen  
hergestellt worden. Bei grösseren Rohlingabmessungen  
(Scheibe von mehr als 200 mm Durchmesser) können als  
10 Vorformen auch durch Freiformschmieden hergestellte Werk-  
stücke zum Einsatz gelangen. Die Form des herzustellenden  
Verdichterrades wies 18 radial stehende, am Umfang in  
tangentialer Richtung leicht gekrümmte Schaufeln von ca.  
30 mm Tiefe auf, welche am Fuss eine Wandstärke von ca.  
15 4 mm, am Kopf eine solche von ca. 2 mm hatten. Der  
scheibenförmige Radkörper hatte am Umfang eine axiale  
Wandstärke von ca. 6 mm.

Versuche in der Praxis haben bewiesen, dass es völlig un-  
möglich ist, einen Körper von derart komplizierter Geo-  
20 metrie durch konventionelles Pressen oder Schmieden zu  
fertigen. Die Istform weicht zufolge ungenügenden Form-  
füllungsvermögen beträchtlich von den Sollwerten ab.

Das Vormaterial wurde vor der Formgebung einer Homogenisie-  
rungsglühung bei einer Temperatur von 520°C während 20 h  
25 unterworfen. Diese Massnahme dient zur Vermeidung ört-  
lichen Anschmelzens oder örtlicher Porenbildung beim nach-  
träglichen Durchlaufen der maximalen Temperatur während  
des Verformungsvorganges. Letzterer wurde als isothermes  
Hochtemperaturgesenkpressen auf einer speziell einge-  
30 richteten und mit einer induktiven Werkstück- und Werk-  
zeugheizung versehenen hydraulischen Presse durchgeführt.

Die Presse war für niedrige Stempelgeschwindigkeiten von 0,05 - 5 mm/s eingerichtet, welche während des Pressens beliebig verändert werden konnte. Ferner konnte die Presskraft auch über längere vorbestimmte Zeitdauer nach Erreichen eines vorgegebenen Grenzwertes konstant gehalten werden. Tisch und Stempel waren mit einer Kühlvorrichtung versehen. Die induktive Heizanlage bestand aus je einer Induktionsspule für die Erwärmung des Werkstückrohlings wie auch der aus Warmarbeitsstahl gefertigten Werkzeuge (Gesenke). Eine genaue Temperaturkontrolle und Temperaturregelung wurde über Thermoelemente im Werkzeug sowie über Taster am Werkstückrohling gewährleistet. Zum Transport des Werkstücks in die Erwärmungszone bzw. in den Bereich des Werkzeuges sowie zum Ausstossen aus dem Werkzeug nach erfolgter Umformung und Transport bis zur Ablage diente eine speziell konstruierte Vorrichtung.

Der Werkstückrohling in Form einer Scheibe wurde zunächst durch Einschieben in die zugehörige Induktionsspule durchgehend auf eine Temperatur von  $480^{\circ} \pm 10^{\circ}\text{C}$  erwärmt. Daraufhin wurde der Rohling in das auf  $480^{\circ} - 520^{\circ}\text{C}$  erwärmte Gesenk eingelegt. Nun wurde die Pressgeschwindigkeit auf einen mittleren Wert von ca. 0,5 - 1 mm/s eingestellt. Während dieser ersten Phase des Stauchens, bei welcher sich die Werkstücktemperatur der Werkzeugtemperatur anpasst, stieg die Presskraft nur wenig an (von 0 auf ca. 500 kN). In einer zweiten Phase erfolgte nun das Ausformen der Schaufeln, wobei die Stempelgeschwindigkeit auf 0,05 - 0,1 mm/s herabgesetzt wurde und die Presskraft gleichzeitig stetig anstieg, bis sie ihr Maximum erreichte (ca. 3000 kN). Die Presskraft wurde nun konstant gehalten, um während dieser ca. 5 - 10 min dauernden dritten Phase die Form vollends zu füllen. Die Presszeit für ein derartiges Verdichterrad betrug ca. 10 - 20 min,

wobei der mittlere Pressdruck sich zu ca. 120 MPa ergab.

Bei der hier gepressten Al-Cu-Mg-Ni-Legierung liegt die Solidustemperatur bei 549°C, die Lösungsglüh­temperatur bei 530°C. Bei 520°C existiert in dieser Legierung noch  
5 die ungelöste intermetallische Verbindung FeNiAl<sub>9</sub> als selbständige Phase. Sie verhindert ein unkontrolliertes Kornwachstum bei der Hochtemperaturformgebung. Die Verformungstemperatur von 480° - 520°C war in dieser Beziehung optimal gewählt und örtliche Porenbildung durch  
10 Anschmelzungen war ebenfalls nicht zu befürchten.

Im Vergleich zum erfindungsgemässen Gesenkpressen stellt sich die Formgebung nach konventioneller Schmiedetechnik, die für die vorgenannte Aluminiumlegierung im Temperaturbereich von ca. 410 - 450°C durchgeführt wird, wesentlich ungünstiger. Die Pressdrücke liegen hier erfahrungsgemäss bei 200 - 500 MPa, was schwerere und kräftigere Pressen erfordert. Das Formfüllungsvermögen ist bedeutend schlechter, so dass die Schaufeln das Sollmass (Rippenwandstärke 2 - 4 mm) bei weitem nicht erreichen  
15 und man mit Rippenstärken von ca. 8 - 10 mm im ersten Arbeitsgang Vorlieb nehmen muss. Dies bedingt mindestens einige weitere Arbeitsschritte, unter anderem eine zusätzliche kostspielige spanabhebende Bearbeitung.

#### Ausführungsbeispiel II:

25 Gesenkpressen einer Turbinenschaufel aus einer ausscheidungshärtbaren Nickelbasis-Superlegierung.

Eine Turbinenschaufel von 150 mm Länge und 35 mm Breite wurde in einem Arbeitsgang durch isothermes Hochtempera-



turpressen aus einem Stangenabschnitt hergestellt. Die verwendete Legierung mit dem Handelsnamen Nimonic-80A hatte folgende Zusammensetzung:

	Cr	=	19,5	Gew.-%
5	Co	=	1,0	Gew.-%
	Ti	=	2,25	Gew.-%
	Al	=	1,4	Gew.-%
	Fe	=	1,5	Gew.-%
	C	=	0,05	Gew.-%
10	Cu	=	max. 0,10	Gew.-%
	Ni	=	Rest	

Als Ausgangsmaterial wurde ein Abschnitt aus einer gewalzten Stange benutzt. Um für die Formgebung ein homogenes Gefüge bereitzustellen, wurde das Vormaterial zunächst unter Schutzgas bei einer Temperatur von 1080°C während 8h geglüht und anschliessend in Wasser abgeschreckt. Die zur Durchführung der Operation vorgesehene hydraulische Presse war im Prinzip ähnlich aufgebaut wie diejenige unter Beispiel I beschriebene. Sie wies einen Einstellbereich für die Stempelgeschwindigkeit von 0,05 - 25 mm/s auf. Ausserdem war sie derart gekapselt, dass wahlweise ein Betrieb unter Schutzgas oder Vakuum möglich war. Als Werkzeug dienten Gesenke aus der bekannten Molybdänlegierung TZM, welche Arbeitstemperaturen bis über 1200°C erlauben. Die induktive Heizung war gleich gestaltet wie diejenige unter Beispiel I. Zusätzlich zum Transportsystem für das Werkstück waren Schleusenkammern vorhanden, welche den Uebergang zwischen Pressraum und Aussenwelt ermöglichten.

30 Der Rohling wurde zunächst in der zugehörigen Induktionsspule auf eine Temperatur von 1100° ± 20°C erwärmt und

- anschliessend in das auf  $1150^{\circ}$  -  $1200^{\circ}\text{C}$  erwärmte TZM-Gesenk eingelegt. Daraufhin wurde der Stempel mit einer Pressgeschwindigkeit von ca. 4 mm/s gegen die untere Gesenkhälfte gedrückt (Phase I). Nach beginnendem An-
- 5 stieg der Presskraft wurde dann mit einer Pressgeschwindigkeit von ca. 0,1 mm/s zwecks Füllen der Gratpartie weiterverformt (Phase II). Nach Erreichen der Maximal-
- 10 kraft wurde dieser Wert bis zur endgültigen Formfüllung während ca. 5 min. konstant gehalten (Phase III). Diese Phase kann je nach Form und Werkstoff ca. 1 - 10 min dauern. Die gesamte Presszeit für eine derartige Turbinenschaufel kann ca. 2 - 15 min betragen. Der mittlere Pressdruck erreichte im vorliegenden Fall den Wert von ca. 200 MPa.
- 15 Die vorliegende Nickelbasis-Superlegierung weist eine Solidustemperatur von ca.  $1360^{\circ}\text{C}$  und eine Lösungsglüh-
- 20 temperatur von ca.  $1080^{\circ}\text{C}$  auf. Im Temperaturbereich von  $1150^{\circ}$  -  $1200^{\circ}\text{C}$ , was einen hinreichend grossen Abstand von der Soliduslinie zur Verhütung von Anschmelzungen entspricht, existieren noch ungelöste Metallkarbide in
- feinverteilter Form. Diese verhüten ein unkontrolliertes Kornwachstum während der Hochtemperaturverformung, was auch durch den Vergleich von metallographischen Schliff-
- 25 bildern festgestellt werden konnte.
- Beim konventionellen Schmieden/Pressen unter Hämmern und Spindelpressen hoher Geschwindigkeit sind die Pressdrücke vergleichsweise beträchtlich höher und würden im vor-
- 30 liegenden Beispiel Werte von 500 - 1000 MPa erreichen. Abgesehen von der erforderlichen Grösse derartiger Maschinen kommt man dabei auch an die Grenzen der Temperatur-Materialfestigkeit (Gefahr der Oberflächenrisse) der Gesenkwerkstoffe. Betreffend Formfüllungsvermögen bestehen

die gleichen Nachteile wie unter Beispiel I ausgeführt wurde.

Ausführungsbeispiel III:

5 Hochtemperaturpressen einer Turbinenschaufel aus einem oxyddispersionsgehärteten rostfreien ferritischen Stahl.

Eine Turbinenschaufel von 200 mm Länge und 50 mm Breite wurde in einem Arbeitsgang durch isothermes Hochtemperaturpressen aus einem Stangenabschnitt hergestellt. Die verwendete Eisenlegierung hatte die nachfolgende Zusammen-  
10 setzung:

	Cr	=	12,5	Gew.-%
	Ti	=	3,5	Gew.-%
	Mo	=	1,5	Gew.-%
	C	=	0,02	Gew.-%
15	$Y_2O_3$	=	0,5	Gew.-%
	$TiO_2$	=	1,0	Gew.-%
	Fe	=	Rest	

Als Ausgangsmaterial wurde ein Abschnitt aus einer stranggepressten Stange verwendet. Die Legierung an sich wurde  
20 in bekannter Weise pulvermetallurgisch durch mechanisches Legieren und darauffolgendes Verdichten durch Strangpressen hergestellt. Der Rohling wurde zuerst während 15 min bei einer Temperatur von  $1150^{\circ}C$  homogenisiert und wieder auf Raumtemperatur abgekühlt. Die weiteren Ver-  
25 fahrensschritte wurden in analoger Weise wie unter Beispiel II beschrieben durchgeführt. Die Werkstücktemperatur betrug nach dem Vorwärmen ca.  $1150^{\circ}C$ , diejenige der TZM-Werkzeuge (Gesenkoberteil und -Unterteil)  $1150^{\circ} - 1200^{\circ}C$ . Alle übrigen Parameter wurden in ähnlicher Art  
30 wie Beispiel II eingehalten (Verformungsphasen I-III).

Die in submikroskopischer Form und Verteilung vorliegenden oxydischen Dispersoide  $Y_2O_3$  und  $TiO_2$  sind bis über  $1200^\circ C$  thermisch stabil und verhindern ein unkontrolliertes Kornwachstum während den Operationen mit Sicherheit. Ein auf  
 5 diese Art und Weise hergestelltes Fertigteil aus einer Dispersionslegierung zeichnet sich durch maximale Dichte, d.h. absolute Porenfreiheit gegenüber noch herkömmlicher Art durch Pulvermetallurgie (Pressen + Sintern, heiss-isostatisches Pressen) direkt gefertigtes Werkstück aus.

#### 10 Ausführungsbeispiel IV:

Hochtemperatur-Strangpressen/Warmfliesspressen von Halbzeug und Fertigteilen aus einer Cu/Al/Ni-Gedächtnislegierung mit Oxyddispersoid.

Ein Rundstab von 5 mm Durchmesser wurde durch isothermes  
 15 Hochtemperaturstrangpressen aus einem Pressbolzen von 20 mm Durchmesser hergestellt. Die verwendete Formgedächtnislegierung hatte folgende Zusammensetzung:

	Al	=	13	Gew.-%
	Ni	=	3	Gew.-%
20	$Al_2O_3$	=	0,4	Gew.-%
	Cu	=	Rest	

Als Ausgangsmaterial wurde ein pulvermetallurgisch durch mechanisches Legieren aus einer Cu/Ni-Vorlegierung und Aluminium mit  $Al_2O_3$  hergestellter vorverdichteter Barren  
 25 verwendet, welcher als Pressbolzen diente. Der Pressbolzen wurde zunächst während 1 h bei  $950^\circ C$  homogenisiert und wieder auf Raumtemperatur abgekühlt. Hierauf wurde er auf eine Temperatur von  $850^\circ C$  erhitzt und bei einer Temperatur von  $850^\circ - 950^\circ C$  durch eine Matrize aus einer Nickel-  
 30 basislegierung (Handelsbezeichnung IN-100) zu einem Strang

von 5 mm Durchmesser gepresst. Durch die Anwesenheit des  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Dispersoids in ultrafeiner Verteilung wird ein unzulässiges Kornwachstum während des Pressvorgangs vermieden.

Das Strangpressen und auch das Warmfliesspressen bei diesen  
5 verhältnismässig hohen Temperaturen dicht unter der Soliduslinie erlaubt dank dem besseren Formfüllungsvermögen kompliziertere Formen und Uebergänge mit kleineren Krümmungsradien. Es können auf diese Weise insbesondere auch dünnwandige Rippen (z.B. an Rippenrohren) erzeugt  
10 werden, was vor allem auch für Wärmeaustauscher von grosser Bedeutung ist (Aluminium- oder Kupferlegierungen).

Die Erfindung ist nicht auf die obigen Ausführungsbeispiele beschränkt. Sowohl Werkstück wie Werkzeug sollen für den Verformungsprozess auf eine Temperatur gebracht  
15 werden, welche zwischen 5 Kelvin und höchstens  $0,15 T_{\text{sol}}$  in Grad Kelvin ( $T_{\text{sol}}$  = Solidustemperatur in Grad Kelvin) tiefer liegt als  $T_{\text{sol}}$ . Der Temperaturunterschied im Werkstückquerschnitt und über die gesamte Zeit der isothermen/quasiisothermen Formgebung soll höchstens  $50^\circ\text{C}$  und die  
20 Verformungsgeschwindigkeit  $\dot{\varphi}$  von 0 bis  $10\text{s}^{-1}$  betragen, wobei

$$\begin{aligned}\dot{\varphi} &= \frac{v}{h} \\ v &= \text{Werkzeuggeschwindigkeit} \\ h &= \text{Werkstückhöhe}\end{aligned}$$

25 Vorteilhafterweise wird das Werkstück vor der Formgebung während 0,1 bis 100 h bei einer Temperatur, welche der höchsten effektiv auftretenden Verformungstemperatur entspricht, zwecks Vermeidung von örtlichen Anschmelzungen und Porenbildung homogenisiert und wieder auf Raumtemperatur abgekühlt. Die Abkühlung nach der Formgebung kann  
30

auch in einem Abschrecken auf Raumtemperatur in Wasser oder Oel erfolgen. Ferner kann die Abschreckung ähnlich Thermalhärtung auch auf eine über der Raumtemperatur liegende Temperatur in ein Metall- oder Salzbad mit nachfolgender Auslagerung durchgeführt werden. Die Warmverformung kann prinzipiell in einem Gesenkschmieden, Warmpressen, Warmfliesspressen oder Warmstrangpressen bestehen. Vorteilhafterweise sollte die Warmverformung in einem Temperaturgebiet durchgeführt werden, in dem ausser einer als Hauptgefügebestandteil vorliegenden ersten Phase mindestens während der gesamten Verformungszeit noch eine das Kornwachstum hemmende zweite Phase vorliegt. Letztere kann beispielsweise bevorzugt aus einem oxydischen Dispersoid, wie  $Y_2O_3$ ,  $TiO_2$ ,  $Al_2O_3$  etc. oder aus einem gewöhnlichen Oxyd oder aus einem Karbid bestehen. Auf diese Weise lassen sich zum Beispiel Aluminiumlegierungen, Kupferlegierungen (insbesondere Cu/Al/Ni), Nickelbasis-Superlegierungen, Nickelbasis-Dispersionslegierungen sowie Nickellegierungen des Typs Ni/Ti (Gedächtnislegierungen) oder Ni/Ti/Cu umformen. Das Verfahren lässt sich ferner auf warmfeste, rostfreie ferritische, ferritisch-austenitische und austenitische Stähle, insbesondere oxyddispersionsgehärtete Stähle anwenden. Der zu verformende Werkstoff kann ausserdem im Rohzustand als poröser Sinterkörper oder als grüner, kalt vorgepresster Körper aus einem Sinterwerkstoff vorliegen, welcher während des Verformungsvorganges gleichzeitig verdichtet, gesintert und in die beabsichtigte Form übergeführt wird.

# P a t e n t a n s p r ü c h e

1. Verfahren zur Herstellung eines Halbzeugs oder eines Fertigteils aus einem metallischen Werkstoff durch Warm-Formgebung, dadurch gekennzeichnet, dass ein zunächst als Gussbarren, Walzbarren oder Schmiederohling vorliegendes Werkstück auf eine Temperatur erwärmt wird, welche 5 Grad Kelvin bis höchstens  $0,15 T_{\text{sol}}$  in Grad Kelvin unterhalb der Solidustemperatur des Werkstoffes liegt, dass das Werkstück hierauf mit einem Werkzeug in Kontakt gebracht wird, dessen Temperatur konstant gehalten wird und um 5 Grad Kelvin bis  $0,15 T_{\text{sol}}$  in Grad Kelvin tiefer liegt als die Solidustemperatur des Werkstoffes jedoch höher als die Vorwärmtemperatur des Werkstücks, und dass das Werkstück mit einer Verformungsgeschwindigkeit  $\dot{\varphi}$  bezogen auf die Querschnittsänderung von 0 bis  $10\text{s}^{-1}$  isotherm oder quasiisotherm derart verformt wird, dass der Temperaturunterschied im ganzen Werkstückquerschnitt und über die gesamte Zeit der Formgebung hin betrachtet höchstens  $50^{\circ}\text{C}$  beträgt, wobei  $\dot{\varphi}$  folgendermassen definiert ist:

$$\dot{\varphi} = \frac{d\varphi}{dt} = \frac{v}{h}$$

$v$  = Werkzeuggeschwindigkeit

$h$  = Werkstückhöhe

$T_{\text{sol}}$  = Solidustemperatur in Grad Kelvin,

- 25 und dass schliesslich das Werkstück einer Abkühlung unterworfen wird.

2. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass das Werkstück vor der Erwärmung zur Warm-Formgebung

während 0,1 bis 100 h bei einer Temperatur, welche der höchsten effektiv auftretenden Verformungstemperatur entspricht, zwecks Vermeidung späterer örtlicher Anschmelzungen und Porenbildung homogenisiert und danach wieder auf Raumtemperatur abgekühlt wird.

3. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Abkühlung des Werkstücks in einem Abschrecken von Verformungstemperatur auf Raumtemperatur in Wasser, Oel oder auf eine über der Raumtemperatur liegende Temperatur in Oel, Metall oder Salzbad besteht und dass das Werkstück anschliessend bei Raumtemperatur oder bei einer über Raumtemperatur liegenden Temperatur ausgelagert wird.
4. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Warmverformung in einem Gesenkschmieden, Warmpressen, Warmfliesspressen oder Warmstrangpressen besteht.
5. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Warmverformung in einem Temperaturgebiet des Werkstoffes durchgeführt wird, in welchem ausser einer ersten Phase als Hauptgefügebestandteil mindestens während der Gesamtzeit der Verformung noch eine das Kornwachstum hemmende zweite Phase vorliegt.
6. Verfahren nach Anspruch 5, dadurch gekennzeichnet, dass die das Kornwachstum hemmende Phase aus einem Oxyddispersoid wie  $Y_2O_3$ ,  $TiO_2$  oder aus einem Oxyd oder einem Karbid besteht.

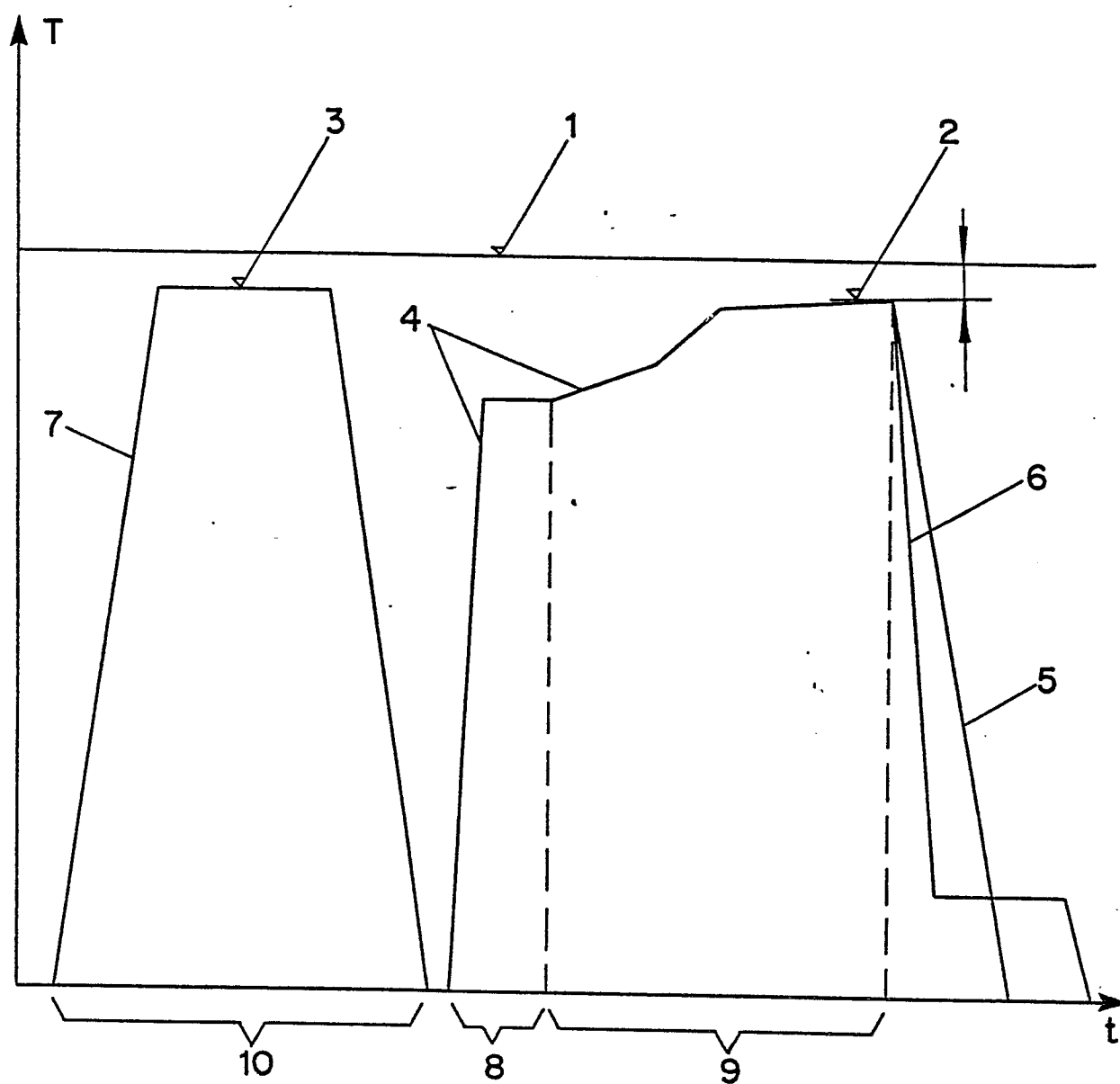


7. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet,  
dass der zu verformende Werkstoff eine Aluminiumlegie-  
rung ist.
- 5 8. Verfahren nach Anspruch 7, dadurch gekennzeichnet,  
dass die Aluminiumlegierung die nachfolgende Zusammen-  
setzung aufweist:
- |             |     |
|-------------|-----|
| 1,9 - 2,7 % | Cu  |
| 1,3 - 1,6 % | Mg  |
| 0,9 - 1,2 % | Ni  |
| Rest        | Al. |
- 10
9. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet,  
dass der zu verformende Werkstoff eine Kupferlegie-  
rung des Typs Cu/Al/Ni ist.
- 15 10. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet,  
dass der zu verformende Werkstoff eine Nickelbasis-  
Superlegierung oder eine Nickelbasis-Dispersionslegie-  
rung oder eine Nickellegierung des Typs Ni/Ti oder  
Ni/Ti/Cu ist.
- 20 11. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet,  
dass der zu verformende Werkstoff ein warmfester  
rostfreier ferritischer, ferritisch-austenitischer  
oder austenitischer Stahl ist.
- 25 12. Verfahren nach Anspruch 11, dadurch gekennzeichnet,  
dass der zu verformende Werkstoff ein ferritischer,  
oxyddispersionsgehärteter Stahl ist.

13. Verfahren nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet,  
dass der zu verformende Werkstoff ein im Rohzustand  
als poröser Sinterkörper oder als grüner, kalt vor-  
gepresster Körper vorliegender Sinterwerkstoff ist,  
5 welcher gleichzeitig während des Verformungsvor-  
ganges verdichtet, gesintert und in die beabsich-  
tigte Form übergeführt wird.

- 1/1 -

Fig. 1.





Europäisches  
Patentamt

# EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

0069421

Nummer der Anmeldung

EP 82 20 0780

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int. Cl. 3)
A	US-A-3 519 503 (MOORE et al.) *Ansprüche 1,2*	1,10	C 22 F 1/00 C 22 F 1/10 C 21 D 7/13
A	US-A-3 975 219 (ALLEN et al.) *Anspruch 1*	1,10	
A	US-A-3 698 962 (KASAK et al.) *Anspruch 1*	1,10	
A	FR-A-2 298 605 (MITSUBISHI JUKOGYO K.K.) *Ansprüche 1,2*	1	
A	FR-A-2 259 159 (CRUCIBLE INC.) *Anspruch 1*	1	
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (Int. Cl. 3)
			C 22 F 1/00 C 22 F 1/10 C 22 F 1/04 C 21 D 7/13
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt.			
Recherchenort DEN HAAG		Abschlußdatum der Recherche 19-10-1982	Prüfer LIPPENS M.H.
<p>KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTEN</p> <p>X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : nichtschriftliche Offenbarung P : Zwischenliteratur T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze</p> <p>E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus andern Gründen angeführtes Dokument</p> <p>&amp; : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument</p>			